

PAT-NO: JP409275233A
DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 09275233 A
TITLE: MAGNETORESISTANCE EFFECT MULTILAYERED FILM
PUBN-DATE: October 21, 1997

INVENTOR-INFORMATION:

NAME
NOGUCHI, SHIN
FUJII, SHIGEO

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME
HITACHI METALS LTD

COUNTRY
N/A

APPL-NO: JP08082788

APPL-DATE: April 4, 1996

INT-CL (IPC): H01L043/08, G01R033/09, G11R005/39, H01F010/08

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To enhance a spin valve film in resistance variation a method wherein a ferromagnetic layer where an exchange coupling magnetic field generated by an anti-ferromagnetic layer is applied is made of Co, and the Co ferromagnetic layer is saturated with an exchange coupling magnetic field generated by an adjacent anti-ferromagnetic layer.

SOLUTION: A Co free layer 12, a Cu non-magnetic layer 13, a Co pin layer 14, an Ni-Mn ferromagnetic layer 15, and a Ta protective layer 16 are successively deposited on a Ta ground layer 11 into a multilayered film. This specimen is formed through an ion beam sputtering device, and the multilayered film is formed as a static magnetic field is applied to a substrate. The multilayered film specimen is thermally treated in a magnetic field for three hours at 290±deg;C to turn Ni-Mn to antiferromagnetic $\theta\text{FeNi-Mn}$. An exchange coupling magnetic field is generated by Ni-Mn in the same direction with, a magnetic field applied during a thermal treatment. At this point, an exchange coupling magnetic field of 25kA/m or above is impressed to saturate the Co pin layer 14. In result, a spin valve film of this constitution can be enhanced in resistance variation.

公開特許公報 (A)

G11特許出願公開番号

特開平9-275233

(43) 公開日 平成9年(1997)10月21日

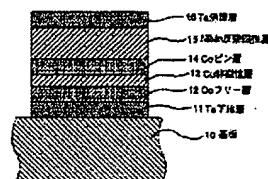
号	件内係数	号	件内係数	号	件内係数
H01L	43/08	Z			
G11B	5/29				
H01F	10/08				
G01R	33/09	R			

審査請求 発明の名称 OL (全 8 頁)

(71) 出願人 00008053
日立金属株式会社
東京都千代田区丸の内 2 丁目 1 番 2 号
(72) 発明者 野口 伸
埼玉県熊谷市三ツ沢 5200 番地 日立金属株式
会社磁性材料研究所内
(73) 発明者 藤井 直樹
埼玉県熊谷市三ツ沢 5200 番地 日立金属株式
会社磁性材料研究所内
(74) 代理人 弁護士 大橋 克

図面

図面は、本発明の
実施例を示すため
に示すものである。
本発明は、上記の
構成要素が示す
ように、ピン層は
Co で形成され、
その両側の交換
結合層は、Ni-Mn
である。



Full

Full

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-275233

(43) 公開日 平成9年(1997)10月21日

(51) Int.Cl. ⁸	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
H 0 1 L 43/08			H 0 1 L 43/08	Z
G 0 1 R 33/09			G 1 1 B 5/39	
G 1 1 B 5/39			H 0 1 F 10/08	
H 0 1 F 10/08			G 0 1 R 33/06	R

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願平8-82788

(22) 出願日 平成8年(1996)4月4日

(71) 出願人 000005083

日立金属株式会社

東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

(72) 発明者 野口 伸

埼玉県熊谷市三ヶ尻5200番地日立金属株式会社磁性材料研究所内

(72) 発明者 藤井 重男

埼玉県熊谷市三ヶ尻5200番地日立金属株式会社磁性材料研究所内

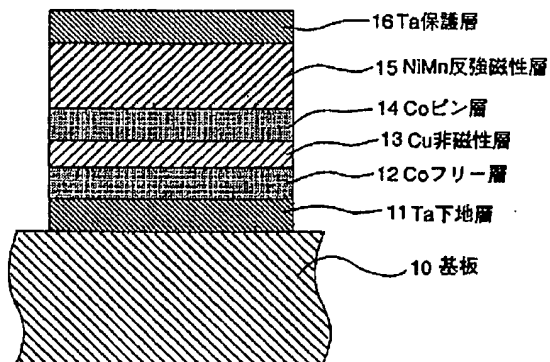
(74) 代理人 弁理士 大場 充

(54) 【発明の名称】 磁気抵抗効果多層膜

(57) 【要約】

【課題】 ハードディスク装置の記録密度は年々飛躍的に上昇している。このニーズにマッチした高記録密度に対応できる高感度再生ヘッドを提供するものである。

【解決手段】 非磁性層で分離された2層以上の強磁性層を有し、反強磁性層からの交換結合磁界が印加されるピン層と交換結合磁界が印加されないフリー層からなる磁気抵抗効果多層膜の構成であって、ピン層はCoで形成され、Ni-Mnによる反強磁性層からの交換結合磁界は25kA/m以上で飽和している。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 非磁性層で分離された2層以上の強磁性層を有し、この分離された強磁性層のうち1層は隣接する反強磁性層からの交換結合磁界が印加される構造の磁気抵抗効果多層膜において、前記反強磁性層から交換結合磁界が印加される強磁性層はC○で形成されるとともに、該C○層の磁化が隣接する反強磁性層からの交換結合磁界によって飽和していることを特徴とする磁気抵抗効果多層膜。

【請求項2】 請求項1に記載の磁気抵抗効果多層膜において、前記反強磁性層からの交換結合磁界の強さが25kA/m以上であることを特徴とする磁気抵抗効果多層膜。

【請求項3】 請求項1または2のいずれかに記載の磁気抵抗効果多層膜において、前記反強磁性層がNi-Mn合金であることを特徴とする磁気抵抗効果多層膜。

【請求項4】 請求項3に記載の磁気抵抗効果多層膜において、前記反強磁性層の厚さが15～25nmの範囲にあることを特徴とする磁気抵抗効果多層膜。

【請求項5】 請求項3に記載の磁気抵抗効果多層膜において、前記反強磁性層から交換結合磁界が印加される強磁性層の厚さが1～5nmの範囲にあることを特徴とする磁気抵抗効果多層膜。

【請求項6】 非磁性層で分離された2層以上の強磁性層を有し、この分離された強磁性層のうち1層は隣接する反強磁性層からの交換結合磁界が印加される構造の磁気抵抗効果多層膜において、前記反強磁性層から交換結合磁界が印加される強磁性層がC○であり、かつ前記反強磁性層がNi-Mn合金であることを特徴とする磁気抵抗効果多層膜。

【請求項7】 請求項1から6のいずれか1つに記載の磁気抵抗効果多層膜において、前記非磁性層がCuであることを特徴とする磁気抵抗効果多層膜。

【請求項8】 請求項1から7のいずれか1つに記載の磁気抵抗効果多層膜において、前記反強磁性層からの交換結合磁界が印加されない強磁性層はC○層と軟磁性層との2層体であると共に、C○層が前記非磁性層に隣接する構造であることを特徴とする磁気抵抗効果多層膜。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は磁気ヘッドあるいは磁気センサ等の感磁部に使用される磁気抵抗効果素子に係わり、特に強磁性層と反強磁性層間で作用する交換結合磁界を利用した磁気抵抗効果多層膜に関するものである。

【0002】

【従来の技術】ハードディスク装置に代表される磁気記録再生装置の大容量化、高記録密度化にともない、記録媒体に情報を記録する単位である記録ビットはますます小さくなってきている。このため、極小になった記録ビットが発生する磁束量は減少する一方になるため、従来

の磁束の変化を電氣的信号に変換する誘導型磁気ヘッドでは信号出力が低下してしまい情報の再生が一層困難になって来ている。そこで、記録用ヘッドと再生用ヘッドは別々の機構をとることにして、特に再生時にはより高い感度を発現できる記録再生分離型磁気ヘッドが提案され、その開発が活発化している。

【0003】図11は記録再生分離型磁気ヘッドの構成である。下部磁極45、上部磁極46およびコイル44からなる記録ヘッド52は、従来と同様にコイルに電流を通じることによって磁極先端部に磁界が発生する誘導型の機構となっている。ボトムシールド膜42、ミッドシールド膜43、磁気抵抗効果膜41および電極48からなる再生部は外部磁界に対して電気抵抗の変化を示す磁気抵抗効果材料を感磁部として使用し、記録ビットから漏洩する磁界の変化を電気抵抗変化によって生じた電圧の変化として出力する。再生信号は、Ni-Fe合金等で構成される磁気抵抗効果膜(MR膜)41の両端に一对の電極48を取り付けて定電流を流しておき、記録媒体からの信号磁界をMR膜41の抵抗変化による電圧変化変動分として検出、即ち再生するものである。このような方式の再生ヘッドは感磁部素子にMR膜が用いられるため、磁気抵抗効果型ヘッド(MRヘッド)と呼ばれる。MRヘッドが感じる磁界変化の振幅をHとし、またそのとき発生される電圧変化の振幅をVとすると、VとHの間には次の関係がある。

$$V = (\Delta\rho/H_s) \cdot w \cdot j \cdot H \quad (1)$$

ここで、 $\Delta\rho$ はヘッドに用いられた磁気抵抗効果材料の最大の比抵抗の変化量であり、また H_s はその抵抗変化に要する磁界の大きさである。 $\Delta\rho$ は抵抗変化量、 H_s は飽和磁界と呼ばれる。 w は磁気抵抗効果型ヘッドのトラック幅、 j はセンス電流の電流密度である。飽和磁界 H_s は主に、磁気抵抗効果材料の一軸異方性による異方性磁界 H_k 、感磁部の形状異方性による異方性磁界 H_{shape} およびノイズ抑制のために印加されるバイアス磁界 H_{bias} の3つの要因からなり、次の式で表すことができる。

$$H_s = H_k + H_{shape} + H_{bias} \quad (2)$$

以上のように磁気抵抗効果型ヘッドの再生電圧変化Vに影響を及ぼす要因は数多いが、それらのうち磁気抵抗効果材料は $\Delta\rho$ と H_k を通じて再生電圧の大きさに影響を与える。(1)および(2)式から明らかなように、再生出力を大きくするためには高い $\Delta\rho$ と低い H_k をもった磁気抵抗効果材料が必要となる。

【0004】磁気抵抗効果材料としてはこれまで0.6 $\mu\Omega\text{cm}$ 程度の $\Delta\rho$ を有するNi-Fe合金膜が実用に供されてきたが、強磁性層と非磁性層を積層した多層膜において巨大磁気抵抗効果が発見されて以来、Ni-Fe合金膜を上回る $\Delta\rho$ を持った多層磁気抵抗効果材料を再生ヘッドに応用する研究開発が活発となっている。

【0005】図10に特開平4-358310号公報に

開示されている、巨大磁気抵抗効果を示す多層膜の断面を示す。この多層膜は、別名スピナバル膜と呼ばれている。この多層膜はCu非磁性層33で分離された上下2層の強磁性層即ちNi-Feフリー層32およびNi-Feピン層34を有し、Ni-Feピン層34の上に積層されたFeMn反強磁性層35からなる構成である。Ni-Feピン層34には隣接するFeMn反強磁性層35から交換結合磁界が印加されるため、Ni-Feピン層34の磁化方向が束縛される。一方、Ni-Feフリー層32の磁化は記録媒体からの信号磁界に対して自由に変化することができる。Ni-Feフリー層32がこのように信号磁界に対して磁化方向が変化するため、Ni-Feピン層34とNi-Feフリー層32の磁化は平行と反平行の間を推移することになる。スピナバル膜の電気抵抗はNi-Feピン層34とNi-Feピン層32の磁化が同じ向きの平行に配列したときよりも逆向きの反平行に配列したときの方が高くなる。

【0006】スピナバル膜の $\Delta\rho$ の値は強磁性層または非磁性層に用いる材料の物性値と、さらに各層の厚さに依存することが知られている。例えば、強磁性層にCoを使用すればNi-Fe合金を使用した場合より $\Delta\rho$ が高くなり、非磁性層にCuを使用すればAg、Auよりも $\Delta\rho$ は増大する。また $\Delta\rho$ は非磁性層の厚さに強く依存し、ピン層とフリー層を磁気的に分離できる範囲で非磁性層を薄くするほど $\Delta\rho$ が増加する。このように高い $\Delta\rho$ を得るために種々の検討がなされているが今までに報告されているスピナバル膜の $\Delta\rho$ は高々 $2\mu\Omega\text{cm}$ であった。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】上述のようにハードディスク装置の記録密度は年々飛躍的に上昇しており、高記録密度に対応した高感度再生ヘッドに対する需要は止むことがない。このため、より高い特性を有した磁気抵抗効果材料が必要とされている。特開平4-358310号公報記載のスピナバル膜では、 $\Delta\rho$ は高々 $2\mu\Omega\text{cm}$ であって、今後ますます発展するハードディスク装置の高記録密度化に対して必ずしも充分とは言えない。本発明の目的は従来にはない高い $\Delta\rho$ を有したスピナバル膜を提供することにある。

【0008】

【課題を解決するための手段】我々はスピナバル膜について鋭意検討を重ねた結果、ピン層にCoを用いたスピナバル膜の $\Delta\rho$ は交換結合磁界とともに増加することを見出した。典型的な場合、 15kA/m 以上の交換結合磁界をCoピン層に印加すれば $2\mu\Omega\text{cm}$ 以上の $\Delta\rho$ が得られ、さらに交換結合磁界を 25kA/m 以上とすれば $\Delta\rho$ は $3\mu\Omega\text{cm}$ に達し、従来にはない高い値が得られる。Coピン層に 25kA/m 以上の強い交換結合磁界を印加するには反強磁性層にNiMn合金を使用するのが適当であり、NiMn層やCoピン層の厚さを

調節すれば 40kA/m 程度までの交換結合磁界を発生させることができる。このようにピン層にCo、反強磁性層にNiMnを使用すれば高い $\Delta\rho$ を有したスピナバル膜を提供することができる。

【0009】ピン層にCoを使用したスピナバル膜では、ピン層に印加される交換結合磁界が強いほど高い抵抗変化量 $\Delta\rho$ を示す。これは、Coピン層の磁気飽和に関係している。交換結合磁界の大きさが十分でない場合、Coピン層の磁化は飽和に至っておらず、場所によっては交換結合磁界の方向から外れた磁化も存在する。このような磁化は $\Delta\rho$ への寄与が小さいため、Coピン層の磁気飽和が十分でないと、スピナバル膜全体が示す $\Delta\rho$ は低い値に留まる。交換結合磁界を大きくしていくとCoピン層の磁化は飽和に近づき、磁化方向の分布が小さくなるので $\Delta\rho$ のロスも小さくなり、スピナバル膜全体の $\Delta\rho$ が上昇する。つまり、ピン層にCoを用いたスピナバル膜では、 25kA/m 以上の強い交換結合磁界をCoピン層に印加してこの層の磁化を飽和させることが、高い $\Delta\rho$ を得る上で極めて重要である。反強磁性層にNiMnを用いれば、従来から良く知られたFeMnを用いた場合より強い交換結合磁界をCoピン層に印加することができるので、その強い交換結合磁界を通して高い $\Delta\rho$ を発生させることができる。このとき得られる $\Delta\rho$ の値は $3\mu\Omega\text{cm}$ にも達する。

【0010】 $\Delta\rho$ の観点からピン層はCoであることが望ましいが、軟磁気特性に劣るCoをフリー層にそのまま用いたのでは、たとえ高い $\Delta\rho$ が得られたとしても高い磁界感度は望めない。この問題は、フリー層をNi-Fe合金層と薄いCo層の2層膜とし、Co層がCu層に隣接する構成とすれば解決できる。スピナバル膜における磁気抵抗効果はCu非磁性層と強磁性層との界面近傍における伝導電子のスピン依存散乱に由来するとされている。従って、 $\Delta\rho$ は非磁性層と接している強磁性原子によって左右され、その界面から離れた位置にある強磁性原子にはあまり関係しない。そこで、Cu非磁性層と接するように薄いCo層を配置すれば、 $\Delta\rho$ を損なうことなく、しかもこのCo層と交換相互作用で磁化が結合したNi-Fe合金層の軟磁気特性によって、低い外部磁界でもフリー層の磁化(Co層とNi-Fe層の磁化が一体化したもの)が回転することができる。このようにして、磁界感度を向上させることができる。

【0011】

【実施例】以下の実施例に基づいて本発明を詳細に説明する。

(実施例1) 本発明による多層膜の構成を図1に示す。この多層膜による試料は、厚さ 5nm のTa下地層11の上にCoのフリー層12(厚さ 5nm)、Cuの非磁性層13(厚さ 2nm)、Coのピン層14(厚さ 5nm)、Ni-Mn反強磁性層15(厚さ $0\sim 35\text{nm}$)、Ta保護層16(厚さ 5nm)を順次堆積させた

ものである。試料の作製にはイオンビームスパッタ装置を用いた。成膜条件はイオンビームの加速電圧1500 V、イオン電流6 mA、Ar圧力0.06 Paであり、基板面内に8 kA/mの静磁界を印加しながら成膜した。基板温度は室温である。

【0012】NiMnはCuAuI型規則合金の θ NiMnである場合に反強磁性を示す。しかし、成膜状態ではNiMnは不規則合金となっており、反強磁性を示さない。そのため、NiMnを反強磁性の θ NiMnに変態させるために成膜した試料に290℃で3時間の磁界中熱処理を施した。NiMnによる交換結合磁界は熱処理中の印加磁界の方向に発生する。

【0013】実施例1と同様の多層構成で反強磁性層に從來から良く知られたFeMnを使用した試料を比較のために作製した。この試料を比較例1とする。比較例1の作製方法は実施例1と同じである。ただし、FeMnは成膜状態でも反強磁性を示すため、熱処理は施していない。

【0014】さらに、実施例1と同様の多層構成で反強磁性層にFeMn、ピン層とフリー層にはNi-Fe合金を用いた試料を比較例2として作製した。比較例2の作製方法も実施例1と同じであるが熱処理は施していない。

【0015】上記のように作製した試料の磁界に対する抵抗変化の一例を図2に示す。測定は4端子法を適用し、試料に1 mAの直流電流を通电して行った。外部磁界は交換結合磁界の方向と平行に印加し、交換結合磁界とは逆方向に外部磁界を印加した場合を正方向とした。図に示すように試料の電気抵抗は、磁界を負方向から正方向へスイープさせると0磁界付近で急峻に増大して最大値をとった後、緩やかに減少する(図中A曲線部)。次に、逆方向に印加磁界をスイープさせると電気抵抗は、往路に比べてより低磁界側で緩やかに増大した後、0磁界付近で急峻に減少する(図中B曲線部)。0磁界付近での急峻な抵抗変化はフリー層12の磁化回転に起因しており、正磁界側での緩やかな抵抗変化はピン層14の磁化反転に起因するものである。従って、正磁界側での大きなヒステリシスはピン層14の磁化曲線と対応している。

【0016】試料のもつ磁気抵抗効果の大きさを表す指標として、以下では $\Delta\rho$ を用いることにする。 $\Delta\rho$ は、スピンバルブ膜が示す最大の比抵抗から、印加磁界-80 kA/mにおける比抵抗を引いた値として定義する。

【0017】反強磁性層15からの交換結合磁界 H_{ex} は次のように定義する(図2参照)。まず、ピン層14の磁化反転によるヒステリシスカーブ上で $\Delta\rho$ の半分になる点pおよびqを求める。次に、点pおよびqの中点を求め、点oと0磁界軸との距離を H_{ex} として定義する。即ち、反強磁性層15との交換結合によって、ピン層14のヒステリシスループがシフトした量を H_{ex}

として定義する。

【0018】図3には、実施例1および比較例1における交換結合磁界 H_{ex} と反強磁性層の層厚との関係を示す。また、図4には $\Delta\rho$ と反強磁性層の層厚との関係を示す。図3および図4から明らかなように厚さ7.5 nm以上のNiMn反強磁性層はFeMnよりも強い交換結合磁界をピンCo層に印加することができ、そのとき実施例1が示す $\Delta\rho$ もFeMnを用いた比較例1のそれより高くなる。

【0019】図5および図6には、 H_{ex} と $\Delta\rho$ のピンCo層厚依存性をそれぞれ示す。NiMnおよびFeMn反強磁性層の厚さは15 nmとした。いずれのピン層厚でも実施例1の方が比較例1より強い H_{ex} が発生しており、高い $\Delta\rho$ が得られている。以上のようにNiMnは強い交換結合磁界および高い $\Delta\rho$ を発生させることができる点で、スピンバルブ膜の反強磁性材料として従来のFeMnより優れていることが分かる。

【0020】さらにNiMnはFeMnより耐食性が優れているという報告(Tsann Lin et al.; Appl. Phys. Lett. Vol. 65, No. 9, 1183 (1994).)があることから、NiMnを用いたスピンバルブ膜はFeMnを用いたものよりもヘッド製造プロセス中で腐食されるおそれが少なく、信頼性においても優れていると言える。

【0021】図7は、横軸に交換結合磁界、縦軸に $\Delta\rho$ をとって図3~6のデータを整理したものである。図中●印はピン層にCo、反強磁性層NiMnを用いて反強磁性層厚を変化させたデータ点、■印はピン層にCo、反強磁性層にNiMnを用いてピン層厚を変化させたデータ点、□印はピン層にCo、反強磁性層にFeMnを用いてピン層厚を変化させたデータ点、○印はピン層にCo、反強磁性層にFeMnを用いて反強磁性層厚を変化させたデータ点である。これらのデータ点は何れも同一の曲線上に良く乗っており、交換結合磁界の増加とともに $\Delta\rho$ も増加していくという傾向が現れている。このことから層厚や反強磁性材料が $\Delta\rho$ を支配する直接の要因ではなく、交換結合磁界の大きさが $\Delta\rho$ を支配する直接の要因となっていることがわかる。先に述べた様に、スピンバルブ膜の $\Delta\rho$ は、強磁性層や非磁性層に用いられる材質、あるいは非磁性層の厚さなどに依存することは良く知られていたが、交換結合磁界に依存して図7のように変化することはこれまで知られていなかった。図7の結果は、スピンバルブ膜の $\Delta\rho$ に影響を与えるパラメーターの一つとして交換結合磁界が重要な役割を果たしていることを示している。

【0022】ピン層にCoを用いたスピンバルブ膜で $\Delta\rho$ が図7のような交換結合磁界依存性を示すのは、次の理由による。スピンバルブ膜の電気抵抗はピン層とフリー層の磁化方向が平行のとき最小、反平行のとき最大となる。比較的弱い外部磁界に対してもこのような磁化配列の変化が容易に起こるようにするため、スピンバルブ

膜ではフリー層の磁化は自由に回転できるようにしておき、ピン層の磁化は反強磁性層からの交換結合磁界によって一方向に固定するようにしている。しかし、交換結合磁界がピン層の磁化を完全に飽和させるほど大きくない場合、ピン層には交換結合磁界の方向と外れた向きの磁化が場所によっては存在し得る。つまり、ピン層の磁化方向は交換結合磁界の方向を中心として分布をもつ。交換結合磁界の方向と外れた向きの磁化は、たとえフリー層の磁化が外部磁界によって反転したとしても完全には反平行とならないため $\Delta\rho$ に対する寄与が小さくなる。交換結合磁界が強くなっていくとピン層の磁化が飽和に近づいていくため磁化方向の分布による $\Delta\rho$ のロス

は小さくなり（即ち $\Delta\rho$ が上昇し）、ピン層の磁化が飽和すると $\Delta\rho$ の上昇も飽和する。この時の $\Delta\rho$ がその材料が本来示し得る最大値である。

【0023】図7の結果を見るとC oピン層を飽和させるためには25 kA/mの強い交換結合磁界が必要であることが分かる。これはC oは軟磁気特性に劣るため、磁気飽和させるのに強い磁界を必要とするためである。図7の中には軟磁気特性の良好なNi-Fe合金をピン層に用いた比較例2の結果も併せて示したが、比較例2では10 kA/mの弱い交換結合磁界でも $\Delta\rho$ は飽和している。従って、交換結合磁界とともに $\Delta\rho$ が上昇していくという結果は、軟磁気特性の悪いC oのような材料をピン層に用いた場合に特有の現象であると言える。また、 $\Delta\rho$ の飽和値がC oとNi-Fe合金とで異なるのは両者の電子構造の違いに起因しており、C oピン層を十分磁気飽和させた場合の $\Delta\rho$ は、従来良く使用されていたNi-Fe合金を使用した場合の3倍以上もの高い $\Delta\rho$ が得られる。

【0024】以上のようにピン層にC oを使用したスピバルブ膜では、強い交換結合磁界によってC oピン層の磁化を飽和させることが高い $\Delta\rho$ を得る上で非常に重要である。25 kA/m以上の交換結合磁界を印加すればC oピン層は飽和し、その結果3 $\mu\Omega\text{cm}$ と従来にはない高い $\Delta\rho$ を得ることができる。しかも、交換結合磁界を25 kA/m以上とすれば $\Delta\rho$ の交換結合磁界に対する依存性が小さくなるので、ヘッド製造過程でのバラツキやセンス電流による素子温度の上昇等によって交換結合磁界が変動したとしても $\Delta\rho$ は実質的にその大きさを変えないという利点もある。

【0025】25 kA/m以上の交換結合磁界を得るためには、図3からNi Mn反強磁性層の厚さを15 nm以上とすれば良い。しかし、比抵抗の高いNi Mn層を厚くするとスピバルブ膜全体の抵抗が増大するため、ジュール熱による熱雑音も増大するという弊害を招く。この観点からはNi Mn層は薄い方が好ましい。図3のデータでは、Ni Mn層の厚さが25 nmを越えるとH exが飽和するため、Ni Mn層の厚さを25 nmより厚くするメリットはない。従って、Ni Mn反強磁性層

の厚さは15~25 nmの範囲とすることが適当である。また図5の結果から、反強磁性層をNi Mnとして、C oピン層厚を1~5 nmの範囲とすれば25 kA/m以上の交換結合磁界を得ることができる。

【0026】上の実験結果は、軟磁気特性に劣り、磁化も大きいC oに十分な交換結合磁界を印加するには反強磁性層にNi Mnを用いることが適当であることを示している。しかし、図7のデータ点は反強磁性層の材料がNi Mnである場合もFe Mnである場合も同一の曲線上に乗っていることから、反強磁性層の材料に関係なく一般的に図7の関係が成り立つと考えられる。従って、Ni Mn以外にもC oピン層に25 kA/m以上の交換結合磁界を印加することのできる反強磁性材料を用いればC oピン層の磁化を飽和させることができ、本実施例と同様の高い $\Delta\rho$ を得ることができる。

【0027】スピバルブ膜における $\Delta\rho$ の値は非磁性層の厚さに依存することは良く知られている。非磁性層の厚さを変化させた場合における前述の実験と同様の実験結果を図8に示す。 $\Delta\rho$ の飽和値は非磁性層厚の増加とともに減少するが、 $\Delta\rho$ が交換結合磁界とともに増加し、およそ25 kA/mで飽和に達するという傾向はいずれの非磁性層厚でも変わりはない。即ち、非磁性層の厚さに依らず上記した結果は成り立つ。非磁性層の厚さは $\Delta\rho$ に影響を与えるだけでなく、ヘッド化した場合、その動作点等にも影響を与えるパラメーターであるので、単に高い $\Delta\rho$ を得るためだけに非磁性層を薄くするわけにはいかない。従って、非磁性層の厚さはヘッドに要求される $\Delta\rho$ 以外の様々な要請を満たすように設定されなければならないが、図8の結果はどのような非磁性層厚の場合でもC oピン層の磁化を飽和させれば、その構成のスピバルブ膜が示し得る最大の $\Delta\rho$ が得られることを示している。

【0028】（実施例2）多層磁気抵抗効果膜の感度を向上させるためには、 $\Delta\rho$ を上昇させるだけでなく、軟磁気特性の優れたフリー層を用いる必要がある。上記の実施例1ではフリー層にC oを使用していたが、C oは軟磁気特性が悪いので磁気特性の面ではフリー層に適当な材料ではない。従来、スピバルブ膜のフリー層には軟磁気特性の優れたNi-Fe合金が良く使用されていたが、 $\Delta\rho$ の点ではC oに及ばない。

【0029】 $\Delta\rho$ とフリー層の軟磁気特性を両立させるために（即ち感度の優れた磁気抵抗効果多層膜を得るために）、図9に示した多層膜を作製した。この試料を実施例2とする。実施例2のフリー層28はNi-Fe層22（厚さ4 nm）と薄いC o層27（厚さ1 nm）からなっており、Cu非磁性層23と接する側にC o層27が位置する構成である。Ni-Fe層22とC o層27の磁化は交換相互作用により結合しているため、外部磁界に対してこれらの磁化は一体となって回転する。その際の磁気特性はフリー層28のほとんどを占めるNi

-Fe合金の軟磁気特性に支配されるため、フリー層28全体の磁気特性は実施例1のNi-Fe層22のみの場合と同様の優れた軟磁気特性を示す。一方、磁気抵抗効果の起源は非磁性層と強磁性層の界面におけるスピン依存散乱であるため、Cu非磁性層23と接したCo層27が大きなスピン依存散乱を起こし、高い $\Delta\rho$ を生む。

【0030】表1は、実施例1（基板/Ta5nm/Co5nm/Cu2nm/Co3nm/NiMn15nm/Ta5nm）、比較例2（基板/Ta5nm/Ni-Fe5nm/Cu2nm/Ni-Fe3nm/FeMn15nm/Ta5nm）および実施例2のフリー層の軟磁気特性と $\Delta\rho$ を比較したものである。軟磁気特性の指標としてはフリー層の異方性磁界 H_k を用いている。表に示されているように、実施例2は比較例2と同等の小さい H_k を有し、かつ実施例1と同等の高い $\Delta\rho$ をもっている。

【表1】

	$\Delta\rho$ ($\mu\Omega\text{cm}$)	H_k (A/m)
実施例1	2.95	560
比較例2	1.25	42
実施例2	2.83	71
実施例2	2.83	71

【0031】本実施例ではフリー層としてNi-Fe合金を用いたが、それ以外にもNi-Fe-Co合金、Co基非晶質合金などの軟磁性材料も当然考え得るものである。

【0032】実施例1および2では下地層および保護層にTaを用いて説明したが、これ以外にもHf、Zr、Ti等の単金属を用いても良い。これらの金属は薄膜の状態では非晶質となり、下地膜として用いれば多層膜の結晶性の向上に効果があるものである。また、これらの金属はいずれも酸素と反応して安定な不動態層を形成するので保護膜としての効果がある。

【0033】

【発明の効果】ハードディスク装置等の高記録密度化に対応したMRヘッド用の材料として本発明による磁気抵抗効果多層膜には次の効果がある。ピン層にCoを使用し、このピン層に25kA/m以上の交換結合磁界 H_{ex} を印加してピン層の磁化を飽和させることによって3

$\mu\Omega\text{cm}$ の従来にはない高い $\Delta\rho$ が得られる。しかも、 H_{ex} が25kA/m以上の領域では $\Delta\rho$ の値が飽和するため、何らかの原因で H_{ex} が多少変動したとしても、 $\Delta\rho$ のバラツキは最小限に抑えることができる。Coピン層に対して上記のような強い H_{ex} を印加するための具体的な方法としては反強磁性層にNiMnを使用することが適当であるが、NiMnは従来良く使用されてきたFeMnより耐食性が良好であるため、ヘッドの信頼性向上という点でも効果を有する。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明による磁気抵抗効果多層膜の積層構成の断面図である。

【図2】本発明による磁気抵抗効果多層膜の磁気抵抗効果特性曲線である。

【図3】交換結合磁界 H_{ex} 対反強磁性層厚依存性である。

【図4】抵抗変化量 $\Delta\rho$ 対反強磁性層厚依存性である。

【図5】交換結合磁界 H_{ex} とCoピン層厚の関係を示す。

20 【図6】抵抗変化量 $\Delta\rho$ とピンCo層厚の関係を示す。

【図7】抵抗変化量 $\Delta\rho$ と交換結合磁界 H_{ex} の関係を示すグラフ。

【図8】Cu層厚をパラメーターとした抵抗変化量 $\Delta\rho$ の交換結合磁界依存性 H_{ex} を示す。

【図9】他の実施例の構成を示す断面図である。

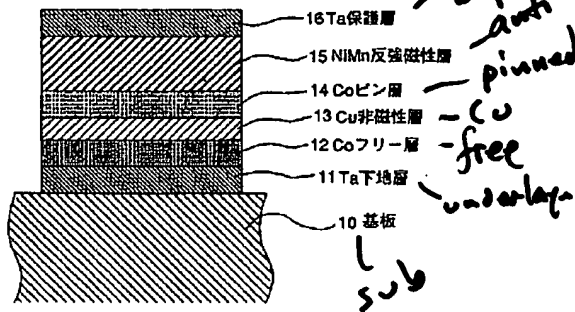
【図10】従来の多層磁気抵抗効果膜の構成断面図である。

【図11】従来の記録再生分離型ヘッドの構造断面図である。

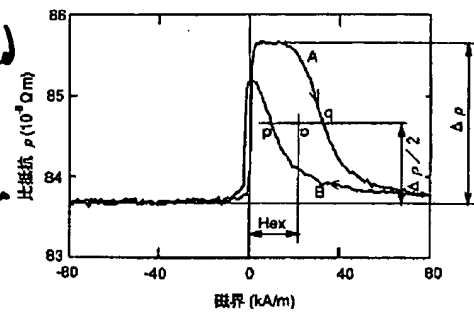
30 【符号の説明】

11, 21, 31 下地層、13, 23, 33 非磁性層、16, 26, 36保護層、12, 32 フリー層、14, 24, 34 ピン層、15, 25, 35 反強磁性層、28 積層されたフリー層（Ni-Fe層22とCo層27が積層されたもの）、41 磁気抵抗効果膜（MR膜）、42 ボトムシールド膜、43 ミッドシールド膜、44 コイル、45 下部磁極、46 上部磁極、47 基板、48 電極、51 磁気抵抗効果型ヘッド（MRヘッド）、52記録ヘッド。

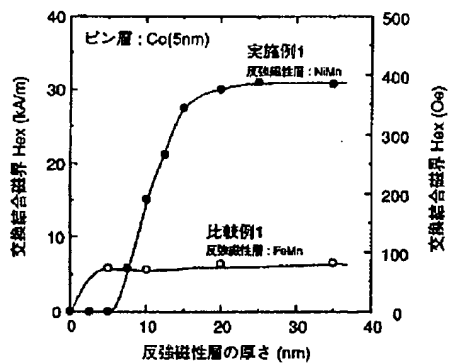
【図1】



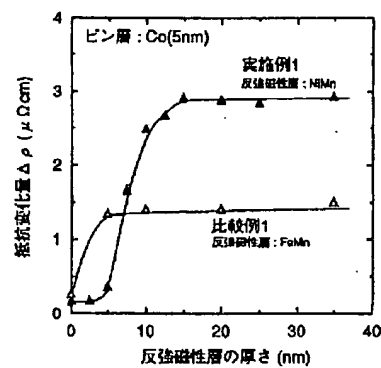
【図2】



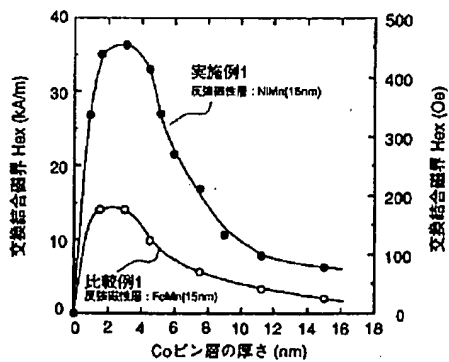
【図3】



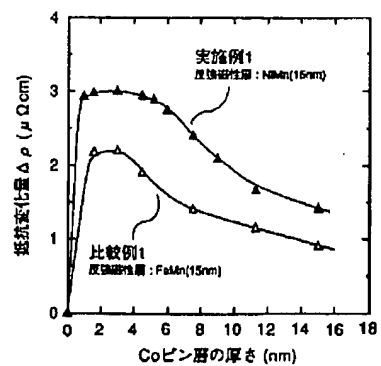
【図4】



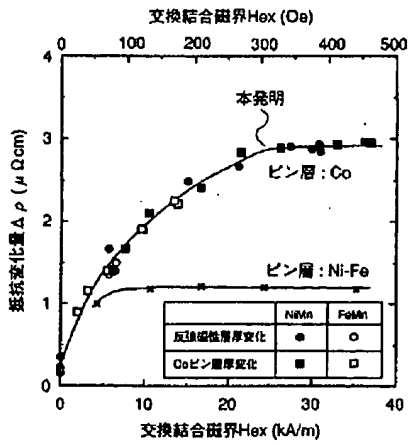
【図5】



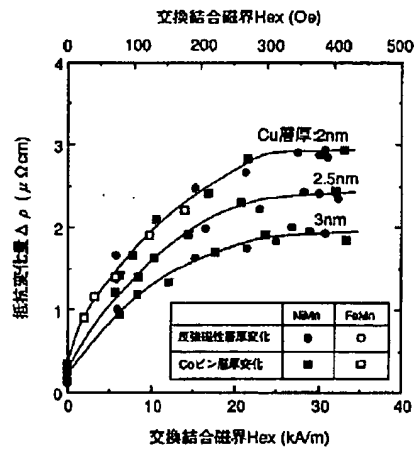
【図6】



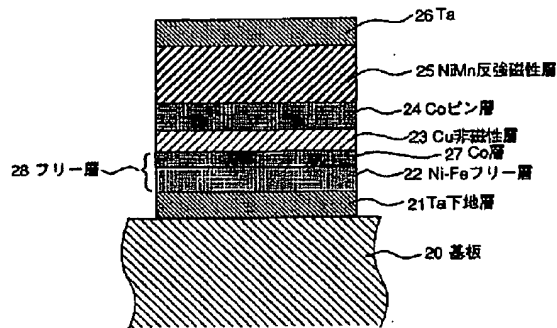
【図7】



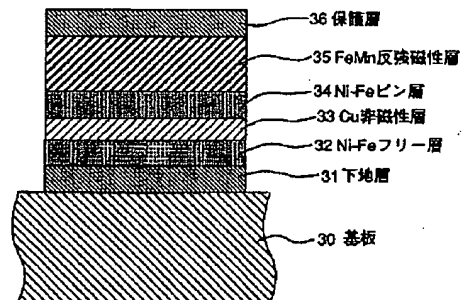
【図8】



【図9】



【図10】



【図11】

